

SOLDABILIDADE DE UM AÇO MICROLIGADO DE GRÃO ULTRAFINO PROCESSADO POR LAMINAÇÃO A MORNO E RECOZIMENTOS ¹

Paulo José ²

Rodrigo Ferreira Fajardo ³

Rafaela Maria Marzano Silva ⁴

Dagoberto Brandão Santos ⁵

Resumo

A obtenção de aços baixo carbono microligados pelo processamento termomecânico para atingir alta resistência mecânica e tenacidade a baixas temperaturas, com boas características de ductilidade e soldabilidade, tem sido o grande objetivo da produção industrial desses materiais. O comportamento desses materiais de granulação ultrafina quando deformados plasticamente tem se mostrado bastante interessante. Por exemplo, o alongamento uniforme aumenta com a redução do tamanho de grão ferrítico ao mesmo tempo em que se reduz a razão elástica. Assim, o objetivo deste trabalho foi acompanhar a evolução da microestrutura ao longo do processamento térmico e mecânico para interpretar o desempenho mecânico de um aço microligado baixo carbono (0,11% C, 1,41% Mn, 0,028%Nb e 0,012%Ti) de grão ferrítico ultrafino, obtido em laboratório através de tratamentos térmicos de têmpera, laminação a morno e recozimentos intercrítico e subcrítico. Completando o objetivo, a evolução microestrutural foi avaliada após a soldagem desse aço com granulação ultrafina. Corpos de prova deste material com quatro diferentes condições de tratamento térmico foram soldados pelo o processo TIG com 4 níveis de energia. A variação de temperatura durante a soldagem foi registrada e usada para analisar os resultados obtidos. Nas condições de baixa energia de soldagem, a formação de martensita foi observada na zona termicamente afetada das soldas. Não foi observada, contudo, a formação de uma zona de amaciamento na zona termicamente afetada do material estudado para nenhuma das condições de soldagem usadas.

Palavras-chave: Grão ultrafino; Recozimento intercrítico; Laminação a morno; Soldagem.

WELDABILITY OF AN ULTRAFINE GRAIN Nb-Ti MICROALLOYED STEEL PROCESSED BY WARM ROLLING AND ANNEALING

Abstract

The ferritic grain refinement is a powerful mechanism to improve mechanical properties of low carbon steels providing steels with high strength and toughness at low temperatures and good weldability characteristics. The grain size refining is the unique mechanism capable of to increase both mechanical strength and toughness. In this way refining of ferritic grain is a very attractive processing route. The steel with an ultra-fine ferritic grain structure shows the better relationship between mechanical strength, ductility and toughness, while the low carbon content enhances good welding characteristics. This work aimed to investigate the characteristics of the heat affected zone of a microalloyed low carbon-manganese (0.11% C, 1.41% Mn, 0.028%Nb, and 0.012%Ti) steel with ultra-fine ferritic grain structure produced through thermal treatment, warm rolling, followed by sub and intercritical annealing in laboratory. After the same warm rolling processing, four intercritical annealing treatments were performed to obtain different grain sizes and residual work hardening of the base metals. Specimens were TIG welded with 4 different levels of heat input. Cooling conditions during tests were recorded and used to evaluate the microstructure of the heat affected zones and their hardness. Martensite was observed in the heat affected zones for low-heat-input welding conditions. However, no softened zone was found in the heat affected zone in any of the performed tests.

Key words: Warm rolling; Ultra-fine grain; Welding; Heat affected zone.

¹ *Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.*

² *Sócio da ABM - Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais Escola de Engenharia da UFMG.*

³ *Aluno de graduação em Engenharia Metalúrgica no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.*

1 INTRODUÇÃO

Um dos principais objetivos no desenvolvimento de aços de baixo teor de carbono tem sido o refinamento de grão ferrítico, que confere ao aço alta resistência mecânica, alta tenacidade, baixa temperatura de transição e boa soldabilidade. Normalmente, os aços com baixo teor de carbono e alto de manganês apresentam resistência mecânica intermediária (400 Mpa - 500 MPa). A adição de elementos microligantes como Nb e Ti tendem a se precipitarem como carbonetos durante o processamento termomecânico, proporcionando um melhor controle da microestrutura austenítica e ferrítica. O refinamento adicional da microestrutura eleva a resistência mecânica para a faixa de 500 Mpa - 560 Mpa.^(1,2) Esses aços são empregados na indústria automobilística, na fabricação de dutos de grande diâmetro para transporte de gás e óleo, na fabricação de navios e plataformas de exploração de petróleo. O processamento industrial desses aços confere um tamanho de grão ferrítico mínimo da ordem de 5 μm .⁽³⁻⁵⁾

Existem várias rotas de processamento para se obter uma estrutura ferrítica de grão ultrafino (em torno de 2 μm), além disso, várias qualidades de aço podem ser processadas e trabalhadas.⁽⁵⁻¹³⁾ A microestrutura ultrafina pode ser produzida em aços submetidos a tratamentos térmicos, quando combinados com o trabalho a morno e recozimento intercrítico.⁽¹²⁻¹⁴⁾ A laminação intercrítica ou laminação a morno de aços baixo carbono e microligados é efetivada a temperaturas em que um material deformado compõe-se de ferrita ou de uma mistura de ferrita e austenita. A adição de um recozimento intercrítico ao processamento altera a situação da subestrutura remanescente da deformação na região bifásica, o que promove o refino do grão ferrítico e a formação de um segundo constituinte, MA, com melhorias significativas na resistência, ductilidade e encruamento do material.^(3,12,13)

Para aplicação de aços de grão ultrafino, a soldagem ou junção é um dos passos essenciais de processamento. Na soldagem por fusão, a mais usada na indústria, uma fonte concentrada de calor é aplicada ao longo da junta. As variações intensas e localizadas de temperatura resultantes favorecem um grande crescimento de grão na região adjacente ao cordão de solda (Zona Termicamente Afetada, ZTA), o que afeta as propriedades mecânicas do aço.^(15,16) No caso específico de um aço de grão ultrafino, este crescimento de grão pode afetar diretamente a sua resistência mecânica.^(17,18)

O propósito deste trabalho foi simular, em condições de laboratório, uma possível rota para o processamento por soldagem de aços microligados de granulação ultrafina, discutindo os resultados com enfoque na caracterização da microestrutura e propriedades mecânicas. A formação da ZTA, devida à soldagem a arco deste material, com diferentes aportes de energia foi avaliada. Para alcançar esses objetivos foi avaliada a evolução da microestrutura resultante dos ciclos térmicos e a dureza da ZTA de um aço baixo carbono microligado de grão ferrítico ultrafino que foi soldado pelo processo TIG usando diferentes níveis de aporte térmico.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A composição química do aço investigado está na tabela 1. Inicialmente, pequenas barras com dimensões de 16x40x50 mm foram austenitizadas a 900°C e temperadas em salmoura e gelo. As amostras temperadas foram aquecidas por 30 min a 740°C e laminadas em laboratório a 700°C com três passes de 20% de redução em cada um, visando uma espessura final de 8 mm. Entre os passe as barras foram

reaquecidas a 740°C antes do seguinte para manter a temperatura de laminação prevista. A temperatura foi acompanhada por um termopar do tipo K, inserido no centro de uma amostra laminada. As temperaturas críticas de transformação desse aço foram obtidas de trabalho anteriormente publicado.⁽¹³⁾ Após o último passe, as amostras foram resfriadas ao ar e, em seguida, duas barras foram recozidas a 550°C e outras duas a 800°C. Para ambas as temperaturas, cada amostra foi recozida em tempos de 300 s e 10.800 s, respectivamente. Todo o processamento está esquematizado na Figura 1.

Tabela 1. Composição química do aço utilizado (% peso).

Elemento	C	Mn	Si	Al	P	S	Nb	Ti
Teor	0,11	1,41	0,29	0,022	0,025	0,008	0,028	0,012

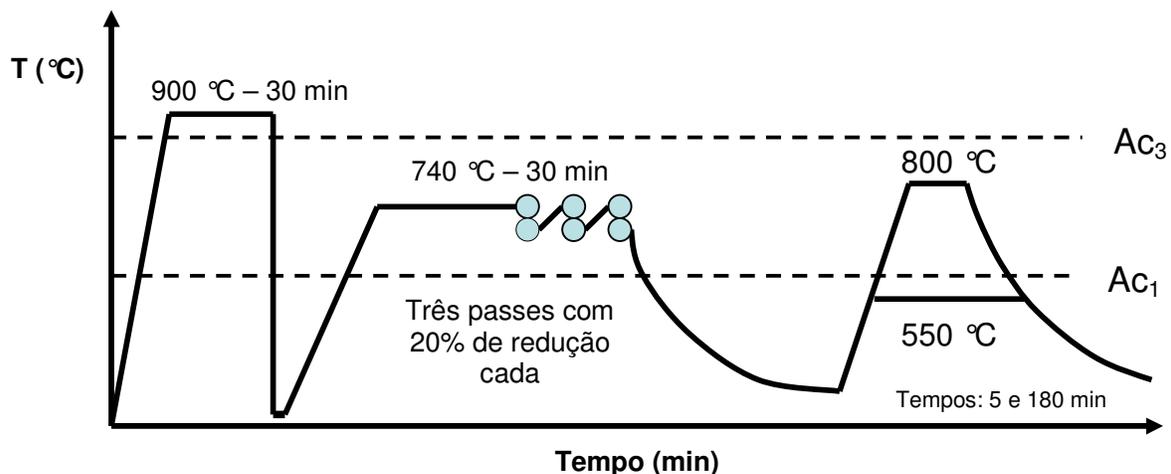


Figura 1. Esquema de processamento térmico e mecânico aplicado ao material investigado.

O tamanho de grão ferrítico, em função de suas dimensões reduzidas, foi avaliado pela medição da área individual de, no mínimo, 200 grãos em micrografias obtidas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) com aumento de 2.000 X. A raiz quadrada desse valor médio corresponde ao tamanho de grão ferrítico. Os resultados foram processados em uma planilha para o cálculo da média, desvio padrão e erro relativo menor que 5% para um nível de confiança de 95%. O método de cálculo corresponde àquele estabelecido nas normas ASTM E112 e E562-83. A microestrutura das amostras, após recozimento e soldagem, foi caracterizada por microscopia óptica e eletrônica de varredura usando-se os reativos nital 2% e LePera.^(12,13) Através da microscopia óptica foi avaliada a fração volumétrica dos constituintes MA (martensita e austenita retida), carbonetos e ferrita.

Os testes de soldagem TIG foram realizados em um dispositivo mecanizado sem uso de metal de adição. Nestes testes, a velocidade de soldagem foi variada (10 cm/min, 20 cm/min, 40 cm/min e 60 cm/min), mantendo-se constantes a corrente e a tensão (200 A e 12 V, respectivamente). Para a obtenção dos ciclos térmicos de soldagem na ZTA, termopares do tipo K (0,2 mm de diâmetro) foram soldados no fundo de furos (2,4 mm de diâmetro) feitos previamente ao longo do cordão. Durante os testes de soldagem, a variação de temperatura nestes termopares foi registrada em um dispositivo digital de aquisição de dados ligado à porta USB de um microcomputador.

Amostras metalográficas das seções transversais dos cordões atacadas com reativo nital 2% foram fotografadas em lupa com o aumento de 6,5X para a medida das

dimensões da ZTA. Utilizou-se microscopia óptica e MEV para a avaliação da microestrutura resultante da ZTA.

Posteriormente, outras amostras metalográficas foram preparadas e atacadas com reativo de ácido picríco e fotografadas no microscópio óptico, para então serem usadas na avaliação do tamanho de grão austenítico prévio na zona de crescimento de grão da ZTA. Avaliação esta, sendo realizada, do mesmo modo utilizado na medição do tamanho de grão ferrítico, do material ainda não soldado. A diferença entre os métodos foi um menor número de grãos medidos, devido às dimensões reduzidas das ZTA.

A variação da microdureza Vickers (carga de 300 g) ao longo da ZTA foi determinada ao longo de um eixo horizontal com a origem localizada na região inferior central do cordão (Fig. 2). As medidas foram realizadas ao longo deste eixo, tanto para valores positivos quanto negativos de X. O número de impressões (em torno de 50 por amostra) e a distância entre elas foi definida pelo tamanho da ZTA em cada amostra e pelo tamanho das impressões.

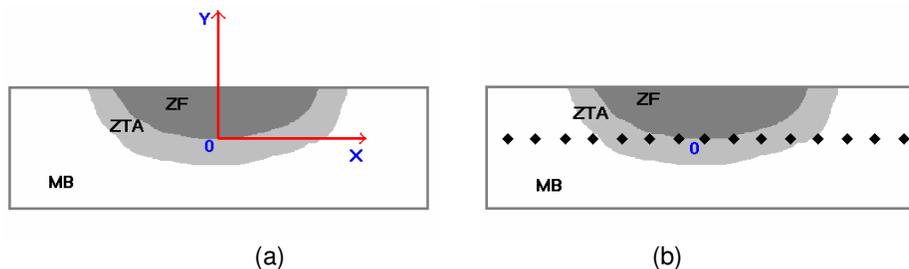


Figura 2. (a) Eixos utilizados para o levantamento do perfil microdureza ao longo da ZTA. (b) Exemplo de disposição das impressões. ZF – zona fundida; ZTA – zona termicamente afetada; MB – metal de base.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 3 mostra a microestrutura do metal base observada no microscópio eletrônico de varredura. No material laminado a morno e com uma deformação real máxima de 0,67, a energia acumulada durante o encruamento foi insuficiente para que, na temperatura de 550°C e tempos entre 5 min e 180 min, ocorresse recristalização completa e homogênea da ferrita. Para tempos curtos a 800°C, ocorre uma recristalização não homogênea. É importante observar que, nesta temperatura, simultaneamente ao recozimento da ferrita ocorre a formação da austenita, que, por sua vez, interage com a ferrita impedindo o seu crescimento (Figura 3b). Para o material recozido a 550°C esse papel é exercido pelas partículas de cementita.^(1,5,6) Quanto maior foi o tempo de recozimento, maior foi o tamanho de grão ferrítico gerado. Após essa etapa foi possível obter um considerável refinamento da microestrutura e uma significativa homogeneidade desta, mesmo para o recozimento a 550°C. Nesse caso, o aço passa por uma intensa etapa de recuperação e muito pouca recristalização. Observação cuidadosa da Figura 3(b) permite identificar os grãos recristalizados de ferrita e a redistribuição dos carbonetos, que agora se alinham no contorno de grão ferrítico.

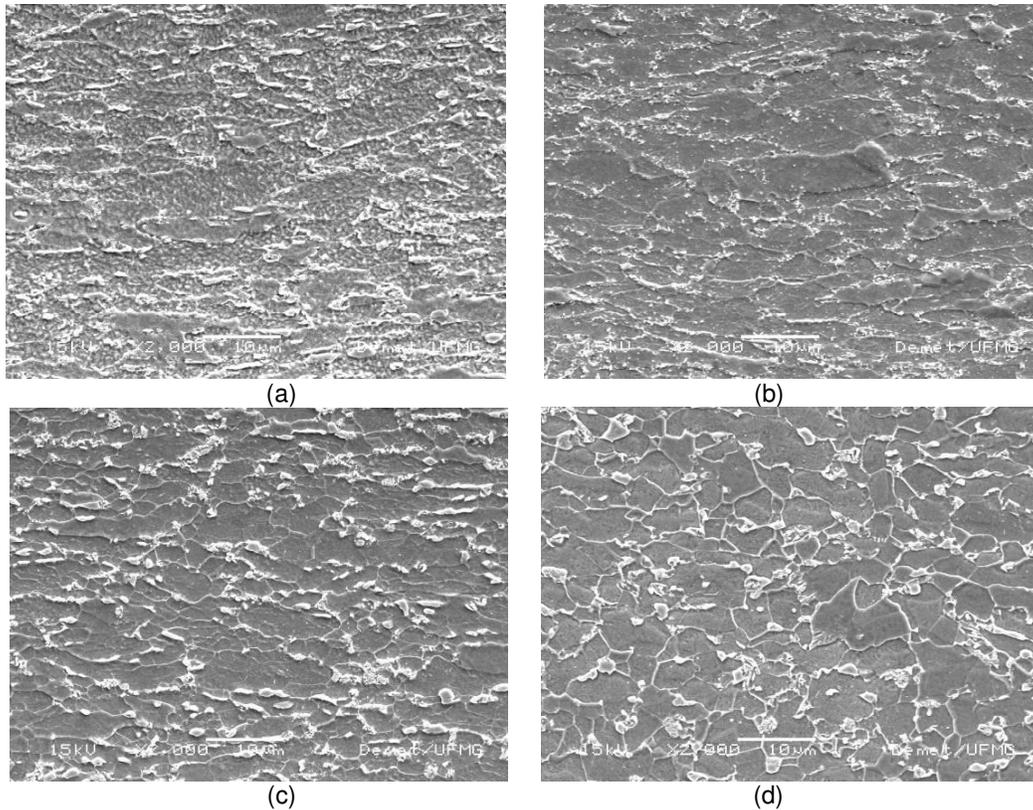


Figura 3. Micrografias obtidas no MEV e atacada com nital 2%. Amostras do metal base recozidas a 550°C por 5 min (a), 550°C por 3 h (b), 800°C por 5 min (c) e 800°C por 3 h (d).

Os valores de dureza e tamanho de grão ferrítico foram de 208 HV, 197 HV, 185 HV e 165 HV e 1,3 µm, 1,6 µm, 2,1 µm e 3,2 µm para os materiais recozidos a 550°C/5 min, 550°C/3 h, 800°C/5 min e 800°C/3 h, respectivamente.

A Figura 4 mostra, para um dos corpos de prova usados, os cordões de solda obtidos com as diferentes velocidades. A Figura 5 ilustra ciclos térmicos obtidos para as diferentes condições de soldagem e a Tabela 1 mostra os valores médios do tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C medidos a partir dos ciclos térmicos obtidos. Para determinação destes tempos, foram considerados apenas aqueles ciclos térmicos com temperatura máxima superior a 1.200°C. As condições de testes utilizadas permitiram uma diferença de cerca de 30 vezes entre os tempos de resfriamentos obtidos nas condições extremas e que representam uma ampla faixa de condições operacionais de soldagem.

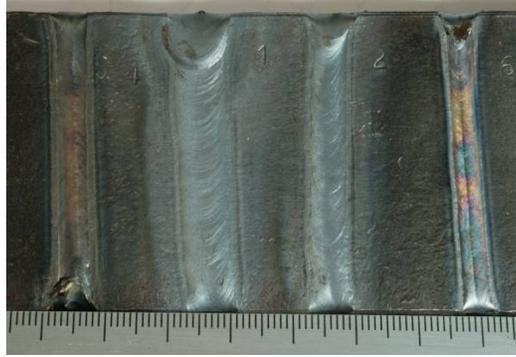


Figura 4. Cordões de solda realizados em uma das amostras. Velocidades (energias de soldagem) usadas da esquerda para a direita: 40 cm/min, 10 cm/min, 20 cm/min e 60 cm/min (3,6 kJ/cm; 14,4 kJ/cm; 7,2 kJ/cm e 2,4 kJ/cm).

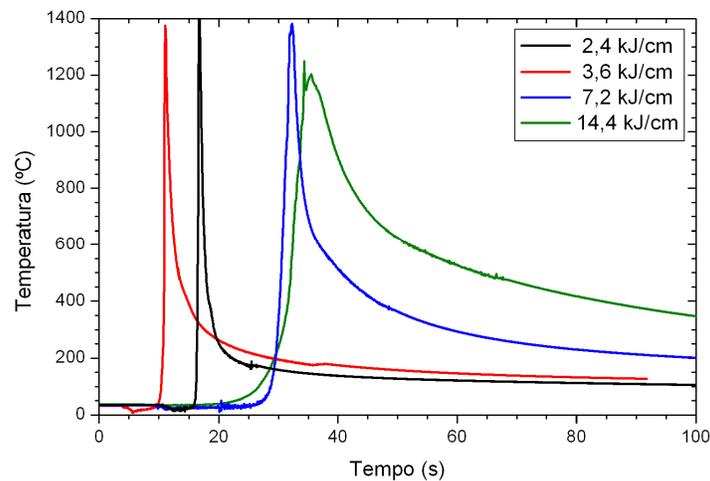


Figura 5. Exemplos de ciclos térmicos medidos durante os testes de soldagem.

Tabela 1 – Tempos de resfriamento entre 800°C e 500°C ($\Delta t_{8/5}$)

Velocidade (cm/min)	Energia (kJ/cm)	Número	$\Delta t_{8/5}$ (s)	
			Média	Desvio
60	2,4	4	0,6	0,13
40	3,6	2	1,3	0,02
20	7,2	3	4,3	1,80
10	14,4	6	17,4	3,32

Medidas da largura da ZTA em seções transversais do cordão (Figura 6) mostram que, como esperado, esta largura aumenta progressivamente com a energia de soldagem usada, sendo similar para os metais base em cada uma das diferentes condições de processamento. Para a condição de maior energia (Figura 6), a ZTA atinge a face oposta da chapa sugerindo que as condições de escoamento de calor tendem a se aproximar de um regime bidimensional, o que não ocorreu para os testes com menor energia. Esta característica justifica a diferença maior no tempo de resfriamento entre os testes com maior energia de soldagem e os demais.

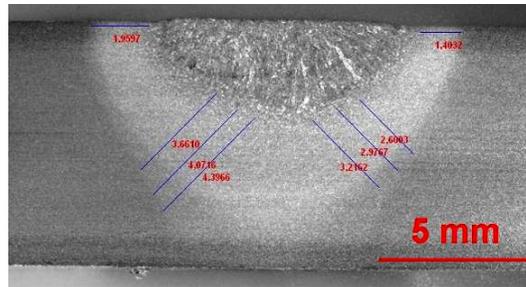


Figura 6. Seção transversal da solda em um corpo de prova soldado com energia de 14,4 kJ/cm.

A microestrutura geral da ZTA, na região de crescimento de grão (CGZTA) é ilustrada nas Figuras 7 e 8. À medida que a energia de soldagem aumenta, a microestrutura passa de completamente martensítica para misturas de martensita e bainita e, finalmente, para a maior energia usada, para uma estrutura completamente bainítica com maior tamanho de grão e maior fração volumétrica de ferrita poligonal e coalescimento dos carbonetos (Figuras 7(d) e 8(d)). A evolução da microestrutura foi similar para todos os metais de base testados, observando-se alguma diferença na microestrutura para as condições de maior energia de soldagem.

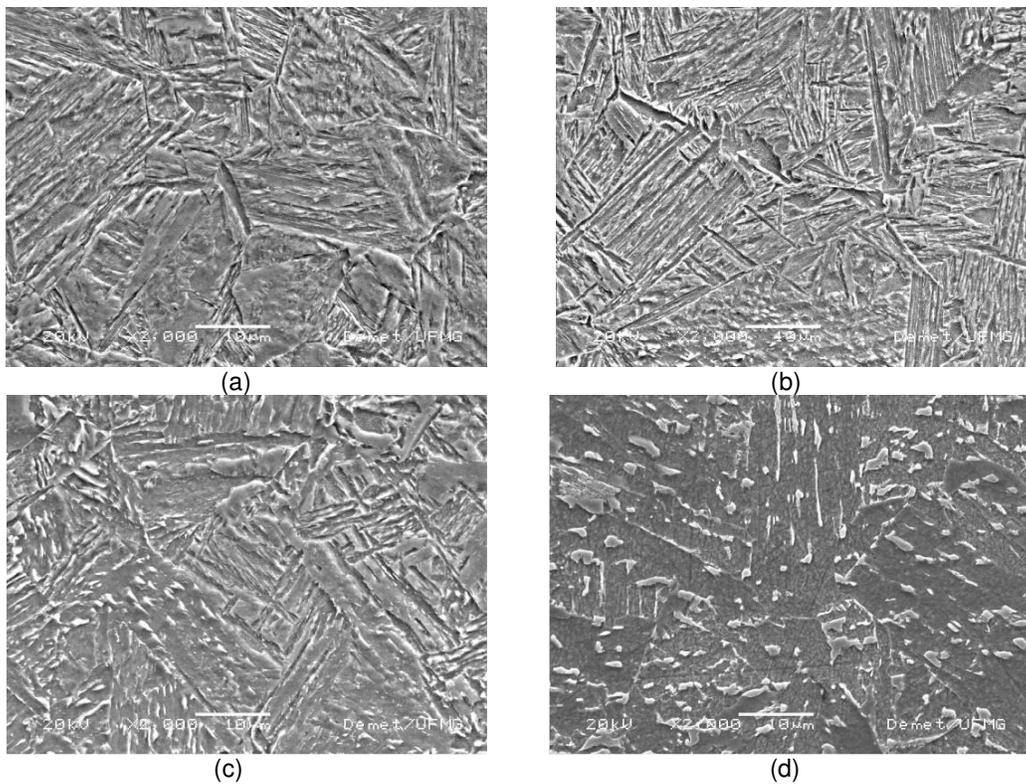


Figura 7. Microestrutura da CGZTA (MEV - seção transversal). Energias de soldagem: (a) 2,4; (b) 3,6; (c) 7,2 e (d) 14,4 kJ/cm. Ataque: nital 2%. Aumento: 2000X. Metal base: 550°C/3h.

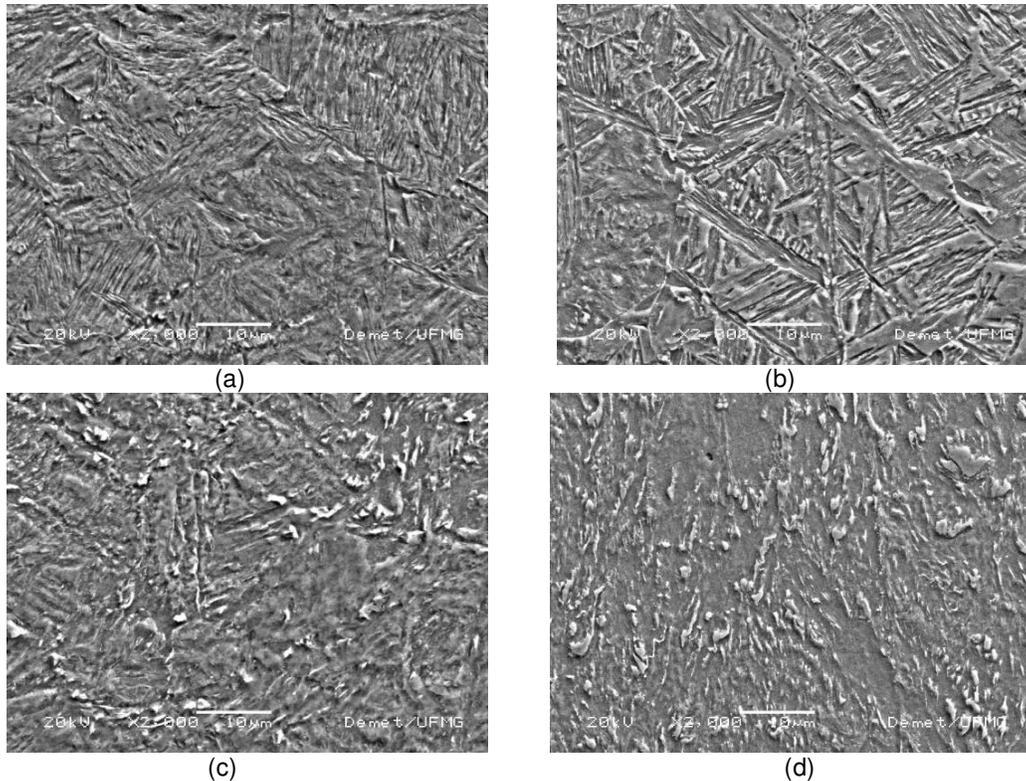


Figura 8. Microestrutura da CGZTA (MEV - seção transversal). Energias de soldagem: (a) 2,4; (b) 3,6; (c) 7,2 e (d) 14,4 kJ/cm. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500x. Metal base: 800°C/3h.

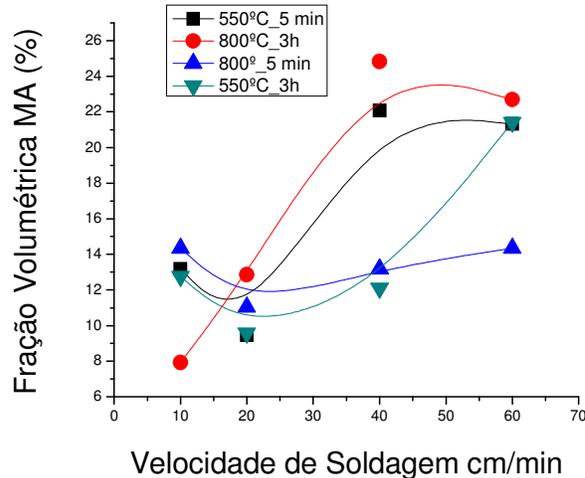


Figura 9. Fração Volumétrica de constituinte MA na ZTA para as diferentes condições de recozimento e velocidade de soldagem.

A Figura 9 mostra a fração volumétrica do constituinte MA medida na ZTA dos diferentes metais de base em função da velocidade de soldagem. Este constituinte foi medido em amostras atacadas com o reativo de LePera (Figura 10). Observa-se uma tendência de a quantidade deste constituinte aumentar com a velocidade (ou, equivalentemente, com a redução da energia de soldagem); com a ZTA associada ao metal de base tratado a 800°C por 5 min, aparentemente, apresentando um comportamento diferente.

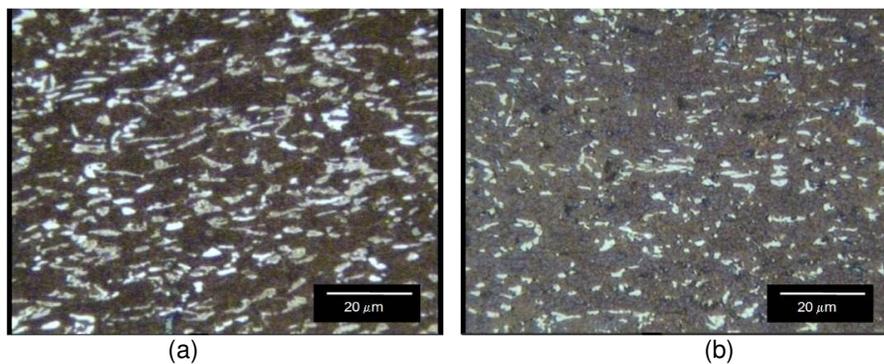


Figura 10. Micrografias ópticas. Ataque com reativo de LePera na ZTA de amostras recozidas a 550°C e 800°C durante 5 min com velocidades de soldagem iguais a 40 e 20 cm/min, respectivamente.

O tamanho de grão austenítico prévio só pôde ser devidamente avaliado para as amostras soldadas com baixa energia de soldagem, 2,4 kJ/cm e 3,6 kJ/cm. Devido ao fato de o reativo utilizado revelar o contorno de grão austenítico em matrizes martensíticas, ao se atacar as amostras soldadas com alta energia, matriz bainítica, não se obteve micrografias nas quais fosse possível medir o grão. Além disso, devido às baixas taxas de resfriamento, os grãos cresceram de forma a tornar inviável sua medição sem um considerável desvio nos resultados. A Figura 11 contém as micrografias de algumas amostras atacadas com o reativo de ácido picríco.

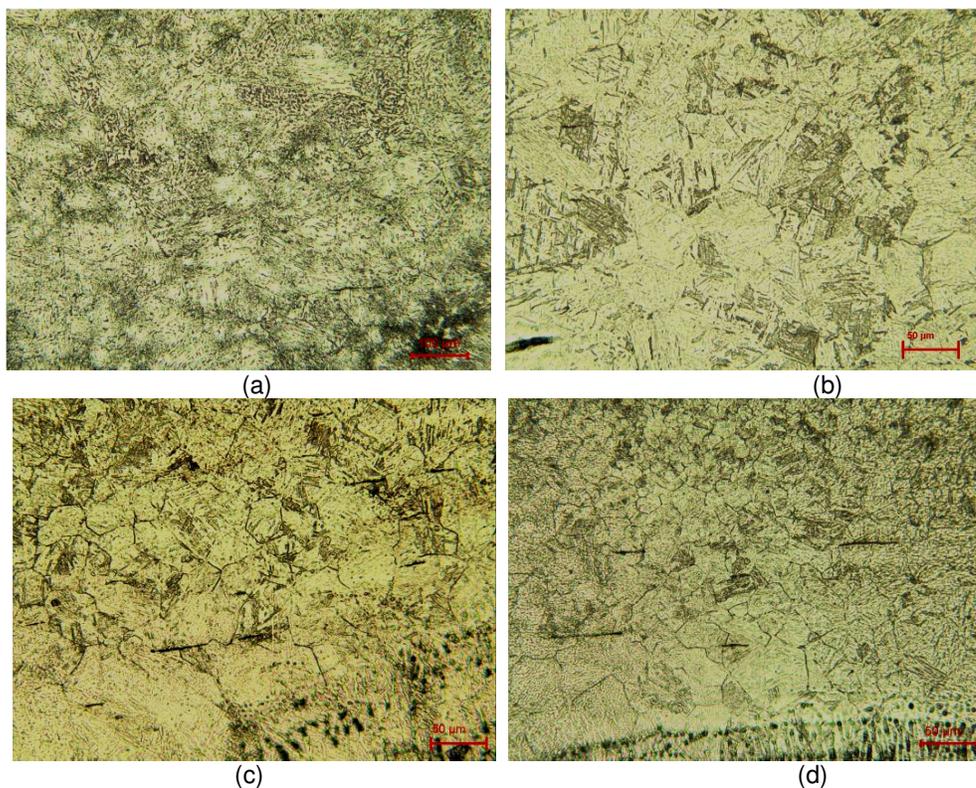


Figura 11. Micrografias das amostras atacadas com ácido picríco: (a) Recozida a 550°C por 3 h soldada com energia de 14,4 kJ/cm; (b) Recozida a 800°C por 5 min soldada com energia de 7,2 kJ/cm; (c) Recozida a 800°C por 5 min soldada com energia de 3,6 kJ/cm e (d) Recozida a 550°C por 3 h soldada com energia de 2,4 kJ/cm. Aumentos: (a) 100X – (b), (c) e (d) 200X.

A Figura 12 ilustra a relação entre o tamanho de grão austenítico prévio e a energia de soldagem aplicada, para cada processamento. O aumento na energia de soldagem levou a um crescimento maior dos grãos. Isso ocorre pois, como verificado, uma maior energia de soldagem leva a um maior valor de $\Delta t_{8/5}$, possibilitando o crescimento dos grãos. Não foi possível observar nenhuma evidência clara da influência do tratamento termo-mecânico prévio no tamanho de grão austenítico. Resultados similares foram obtidos por Tavares et al.⁽¹⁸⁾ na soldagem do mesmo aço usando o processo MIG com proteção de CO₂

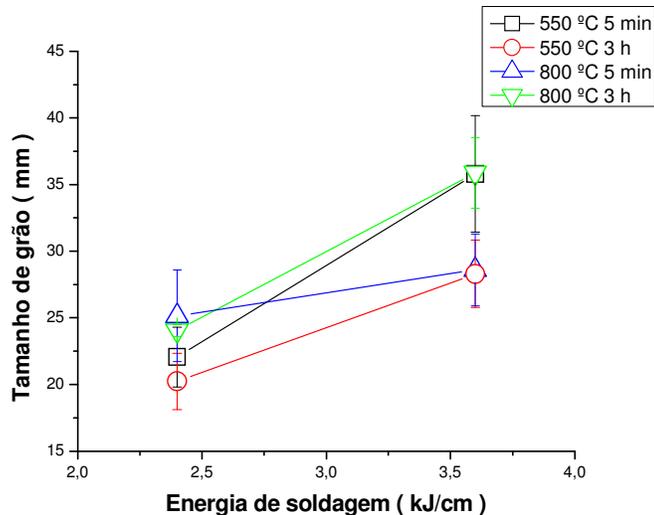


Figura 12. Variação do tamanho de grão austenítico prévio com a energia de soldagem aplicada a cada material estudado.

A Figura 13 mostra variações típicas de microdureza ao longo da horizontal tangente ao cordão de solda (Figura 2). Como esperado, a dureza atinge o seu valor máximo na região de crescimento de grão localizada adjacente à zona fundida e diminui com o aumento da energia de soldagem empregada. Embora alguns resultados tenham indicado valores baixos de dureza, estes parecem estar relacionadas com a dispersão do ensaio e não com a ocorrência de uma região de amaciamento na zona termicamente afetada deste tipo de aço como citado por Peng et al.⁽¹⁹⁾ e Chen et al.⁽²⁰⁾

Assim, com exceção de alguns resultados isolados, os valores de microdureza obtidos e a sua tendência de variação na ZTA estiveram sempre acima do valor encontrado para o metal de base (180 HV para o exemplo mostrado).

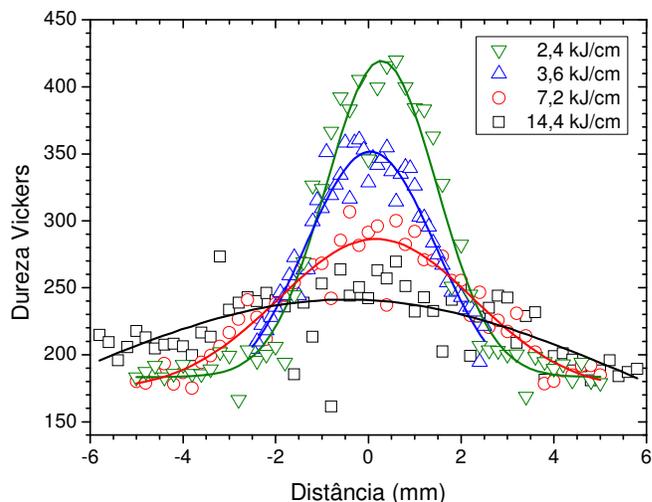


Figura 13. Variação de dureza nas ZTA's do aço recozido a 800°C durante 3 h.

A Figura 14 mostra a variação da dureza máxima da ZTA em função do tempo de resfriamento durante a soldagem para todos os materiais testados. A linha tracejada representa a tendência geral da dureza se reduzir com o aumento do tempo de resfriamento. Neste trabalho, para reduzir a variabilidade inerente de medidas de microdureza, a *dureza máxima* da ZTA foi definida como a média dos quatro maiores resultados medidos para cada condição. Estes valores correspondem àqueles localizados na CGZTA. Observa-se que tempos de resfriamento menores cerca de 4 s (correspondentes, neste trabalho, a energias de soldagem menores de cerca de 7 kJ/cm), podem resultar, no material estudado, valores de dureza superiores a 350 HV. Estes valores, na soldagem de aços estruturais de baixo carbono e de baixa liga, representam resultados inadequados no processo como a tendência à fissuração a frio, à corrosão sob tensão e à perda de tenacidade.⁽²¹⁾

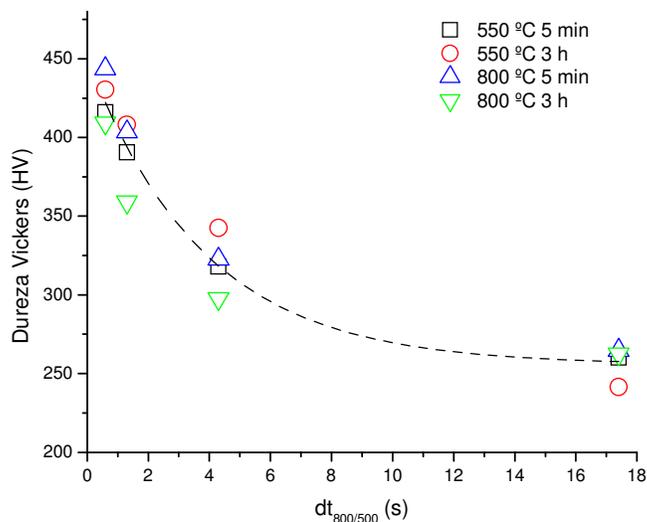


Figura 14. Variação de dureza máxima da ZTA do aço submetido aos diferentes tratamentos em função do tempo de resfriamento durante a soldagem entre 800 e 500°C.

Em uma próxima etapa nesta pesquisa está prevista a avaliação de tenacidade na junta soldada, com ênfase para o estudo na ZTA.

4 CONCLUSÕES

As propriedades da ZTA de soldas realizadas no aço de granulação ultrafina com quatro níveis diferentes de energia de soldagem foram investigadas. As seguintes conclusões puderam ser obtidas:

- para todas as soldas testadas, a ZTA apresentou valores de dureza superiores ao do metal de base nas suas diferentes formas de processamento, não tendo sido observada a existência de uma zona de amaciamento na ZTA em nenhum caso;
- para os tempos de resfriamento inferiores a cerca de 4 s, i.e., entre 800°C e 500°C, a dureza máxima na ZTA foi superior a 350 HV;
- para as condições citadas acima, a microestrutura da região de granulação grosseira da ZTA foi predominantemente martensítica;
- a elevação da energia de soldagem levou a um maior crescimento do grão austenítico; e
- não foi possível detectar uma influência clara das condições de processamento prévio nas características da ZTA dos aços de granulação ultrafina estudados.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao CNPq, processo número 471935/2006-9, pelo auxílio financeiro que possibilitou a execução desse trabalho de pesquisa.

REFERÊNCIAS

- 1 OHMORI, A., TORIZUKA, S., NAGAI, K., Strain-hardening Due to Dispersed Cementite for Low Carbon Ultrafine-grained Steels, *ISIJ Inter*, v. 44, p. 1063-1071, 2004.
- 2 LIU, M. Y., SHI, B., WANG, C., JI, S. K., CAI, X., SONG, H. W., Normal Hall-Petch Behavior of Mild Steel with Submicron Grains, *Materials Letters* v. 57, p 2798-2802, 2003.
- 3 PARK, K.T., KIM, Y.S., LEE, J.G., SHIN, D.H. Thermal stability and mechanical properties of ultrafine grained low carbon steel. *Material Science and Engineering A*, v. 65, p.165-172, 2000.
- 4 HURLEY, P.J., Analysis and characterization of ultra-fine ferrite produced during a new steel strip rolling process. *Scrip. Mat.* v. 40, p. 433-438, 1999.
- 5 SONG, R. PONGE, D. RAABE, D. Mechanical Properties of an Ultrafine Grained C-Mn Steel Processed by Warm Deformation and Annealing, *Acta Materialia*. v.53, p. 4881-4892, 2005.
- 6 NAGAI, K., Ultrafine-grained Ferrite Steel with Dispersed Cementite Particles, *Journal of Materials Processing and Technology*. v.117, p 329-332, 2001.
- 7 SONG, R., PONGE, D., RAABE, D., KASPAR, R., Microstructure and Crystallographic Texture of an Ultrafine Grained C-Mn Steel and their Evolution During Warm Deformation and Annealing, *Acta Materialia* v.53, p. 845-858, 2005.
- 8 SEGAL, V. M., Equal Channel Angular Extrusion: From Macromechanics to Structure Formation, *Materials Science and Engineering A*, v. A271, p. 322-333, 1999.
- 9 HAM, B. Q., YUE, S. Processing of Ultrafine Ferrite Steels. *Journal of Materials Processing and Technology*. v. 117, p. 100-104, 2003.
- 10 UEJI, R., TSUJI, N., MINAMINO, Y., KOIZUMMI, Y., Effect of Rolling Reduction on Ultrafine Grained Structure and Mechanical Properties of Low-carbon Steel Thermomechanically Processed from Martensite Starting Structure, *Science and Technology of Advanced Materials* v. 5, p. 153-162, 2003.

- 11 SAITO, Y., UTSUNOMIYA, H., TSUJI, N., SAKAI, T. Novel Ultra-high straining process for bulk materials development of the accumulative roll bonding (ARB) process. *Acta Materialia*. v. 47, p. 579-583, 1999.
- 12 SANTOS D.B., BRUZSZEK, R.K., RODRIGUES, P.C.M., PERELOMA, E. Formation of Ultra-Fine Ferrite Microstructure in Warm Rolled and Annealed C-Mn Steel. *Materials Science and Engineering A*. v. 346, p. 189-195, 2003.
- 13 AZEVEDO, G., BARBOSA, R., PERELOMA, E.V. SANTOS, D.B. Development of an Ultrafine Grained Ferrite in a Low C-Mn and Nb-Ti Microalloyed Steels After Warm Torsion and Intercritical Annealing. *Materials Science and Engineering A*, v. 402, 2005, p. 98-108.
- 14 EGHBALI, B., ABDOLLAH-ZADEH, A. The Influence of Thermomechanical Parameters in Ferrite Grain Refinement in a Low Carbon Nb-microalloyed Steel. *Scripta Materialia* v. 53, p. 41-45, 2005.
- 15 GRONG, O. *Metallurgical Modeling of Welding*. The Institute of Materials, 1997, p. 1-115.
- 16 BEZERRA, A.C., RADE, D.A., SCOTTI, A., Simulation of a TIG weld using finite element method: part I – Thermal analysis. *Soldagem & Inspeção*, v. 11, n. 1, p. 2-9, 2006.
- 17 UEJI, R., FUJII, A.H., CUIB, B.L., NISHIOKA, A., KUNISHIGE, C.K., NOGI, A.K., Friction stir welding of ultrafine grained plain low-carbon steel formed by the martensite process, *Materials Science and Engineering A*, 423 2006, p. 324–330, 2006.
- 18 TAVARES, B.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; SANTOS, D.B.; RIOS, P.R. On the Weldability of Ultrafine Grain Size Nb-Ti Steel. ISUGS “2007”. Kitakyushu, Japan, October, 24-26, 2007. pp. 11-15.
- 19 PENG, Y., HE, C., TIAN, Z., ZHANG, X., MA, C., XIAO, H., CHEN, Y. Study of arc welding of fine grained low carbon steel. The Joint Intern. Conf. on HSLA Steels 2005 and ISUGS 2005. December, Sanya, China, 2005. p. 1162-1166.
- 20 CHEN, W., PENG, Y., WANG, C., BAO, G., TIAN, Z. Welding thin plate of 400 MPa grade ultra-fine grained steel using CO₂ laser. ISUGS 2001, Victoria, Australia, 2001. p. 252-255.
- 21 WEIBIN, W., YAOWU, S., PENG, S., YONGPING, L., ZHILING, T. Study on the Flash Butt Welding of 400 MPa Ultra-Fine Grain Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. v.12, p. 581-583, 2003.